

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 59047323
PUBLICATION DATE : 17-03-84

APPLICATION DATE : 10-09-82
APPLICATION NUMBER : 57156796

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : SEKIGUCHI SHOICHI;

INT.CL. : C21D 8/00 // C22C 38/14 C22C 38/50

TITLE : PRODUCTION OF HIGH TENSION STEEL HAVING EXCELLENT TOUGHNESS IN
WELD ZONE AND PROPERTY FOR STOPPING PROPAGATION OF BRITTLE
FRACTURE

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain a high tension steel having excellent toughness in a weld zone and
a property for stopping propagation of brittle fracture by heating a steel ingot or billet
contg. respectively specific ratios of C, Si, Mn, Al, Ti, N to the Ac_3 point or above, hot
rolling the same at a prescribed draft or above in a temp. region of the Ar_3 point or above
and cooling the steel at a specific cooling rate.

CONSTITUTION: A steel ingot or billet contg., by weight %, 0.02~0.15% C, 0.01~0.3%
Si, 0.5~2.0% Mn, 0.01~0.1% Al, 0.005~0.030% Ti, $(0.2\sim0.5)\times Ti\%$ N is prepared. Such
ingot or the like is heated to the Ac_3 point or above and $\leq 1,150^\circ C$ to transform to
austenite form uniformly the entire part and to maintain the crystal grains at fine and
uniform size. The heated ingot or the like is subjected to hot rolling at $\geq 30\%$ draft in a
temp. region from below $900^\circ C$ to above Ar_3 point. The steel ingot or the like after the
hot rolling is cooled at the cooling rate higher than air cooling from the Ar_3 point and at the
cooling rate at which the ferrite contg. less deposits at the Ar_3 point or below and the finely
dispersed martensite are formed. The intended high tensile steel is thus obtd.

COPYRIGHT: (C)1984,JPO&Japio

⑬ 日本国特許庁 (JP)

⑭ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭59—47323

⑪ Int. Cl.³
C 21 D 8/00
C 22 C 38/14
38/50
識別記号
CBA
CBA
庁内整理番号
7047—4K
7147—4K
7147—4K

⑬ 公開 昭和59年(1984)3月17日

発明の数 2
審査請求 未請求

(全 6 頁)

⑤ 溶接部靱性および脆性破壊伝播停止特性の優れた高張力鋼の製造法

⑥ 特 願 昭57—156796

⑦ 出 願 昭57(1982)9月10日

⑧ 発 明 者 奥村直樹

川崎市中原区井田1618新日本製
鐵株式會社基礎研究所内

⑨ 発 明 者 関口昭一

川崎市中原区井田1618新日本製
鐵株式會社基礎研究所内

⑩ 出 願 人 新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6
番3号

⑪ 代 理 人 弁理士 大関和夫

明 細 書

1. 発明の名称

溶接部靱性および脆性破壊伝播停止特性の優れた高張力鋼の製造法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で C : 0.02 ~ 0.15%、Si : 0.01 ~ 0.3%、Mn : 0.5 ~ 2.0%、Al : 0.01 ~ 0.1%、Ti : 0.005 ~ 0.030%、N : (0.2 ~ 0.5) × Ti% を含有し、残部 Fe および不純物から成る鋼鋼片または鋼片を Ac₃ 点以上 1150℃ 以下に加熱した後、900℃ 以下 Ar₃ 点以上の温度域における圧下率が 30% 以上となる熱間圧延を施した後、Ar₃ 点以上から空冷より速い冷却速度でかつ Ar₃ 点以下の主たる金属組織が析出物含有量の少ないフェライトと微細分散したマルテンサイトとなる冷却速度で冷却することを特徴とする溶接部靱性および脆性破壊伝播停止特性の優れた高張力鋼の製造法。

(2) 重量%で C : 0.02 ~ 0.15%、Si : 0.01 ~ 0.3%、Mn : 0.5 ~ 2.0%、Al : 0.01 ~ 0.1%、

Ti : 0.005 ~ 0.030%、N : (0.2 ~ 0.5) × Ti% を含有し、さらに V : 0.2% 以下、Nb : 0.08% 以下、Cr : 1.0% 以下、Mo : 0.5% 以下、Cu : 0.5% 以下、Ni : 1.5% 以下の一種または二種以上を

$$\left\{ C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \right\} \leq 0.40\% \text{ となる}$$

ように含有し残部 Fe および不純物から成る鋼鋼片または鋼片を Ac₃ 点以上 1150℃ 以下に加熱した後、900℃ 以下 Ar₃ 点以上の温度域における圧下率が 30% 以上となる熱間圧延を施した後、Ar₃ 点以上から空冷より速い冷却速度でかつ Ar₃ 点以下の主たる金属組織が析出物含有量の少ないフェライトと微細分散したマルテンサイトとなる冷却速度で冷却することを特徴とする溶接部靱性および脆性破壊伝播停止特性の優れた高張力鋼の製造法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は母材においては脆性破壊伝播停止特性にすぐれ、また溶接部においては脆性破壊発生特性のすぐれた高張力鋼の製造法にかかわるもので

ある。

LPG、LNG等のエネルギー源を貯蔵する低温容器用鋼材や寒冷地で使用に供せられるラインパイプ用鋼材には、その構造物としての安全性を確保するために脆性破壊伝播停止特性に関する高い靱性値が必要とされている。鋼材の使用される環境が厳しくなるにつれて、より高い靱性値が必要となる傾向は今後ますます強くなるであろう。このような趨勢に対処するために、鋼に合金元素、特にNiを添加したり、また熱間延延方法あるいは熱処理方法に工夫をこらしているのが実状である。

ところで一般に鋼構造物、とりわけ大型鋼構造物では主製部材は主として溶接によって製作され、これらの構造物で脆性破壊の発生のおそれがあるとなれば、それは殆んどの場合溶接部であり、したがって高い溶接部靱性（脆性破壊発生に対する抵抗）を鋼材に付与することは重要である。大型鋼構造物の安全性、すなわち脆性破壊による崩壊の防止を意図するならば、溶接部においては主として脆性破壊発生に対する抵抗、すなわち溶接部

靱性にすぐれ、また母材においては一たび発生した脆性亀裂の伝播を阻止する性能、すなわち、脆性破壊伝播停止特性にすぐれた鋼材を使用に供することが肝要である。しかしながら、従来技術においては両特性を高い水準で具備し、かつ大量使用を可能ならしめる程度の製造コストで製造するには困難が大きかった。たとえばNi添加によって脆性破壊伝播停止特性を向上させ得るものの、Ni添加量の増加と共に溶接部の最高硬さは高くなり、溶接部の靱性、特に脆性破壊発生指標である限界CODが低下することが知られている（鉄と鋼、68(1982)S629、図2）。

かかる実状を踏えて本発明者は、鋼材の脆性破壊伝播現象について従来の常識とは全く異なる現象を発見し、詳細な冶金的検討を加えることによって溶接部においてはCOD値によって特徴付けられる脆性破壊発生特性、母材においては脆性破壊伝播停止特性の優れた高張力鋼の製造法を発明するに至ったものである。

以下に本発明の詳細を記述するが初めに成分限

定の理由を述べる。

Cは鋼材の所定強度を確保するためには不可欠な元素であって、0.02%未満では強度不足となり、また0.15%を越え、溶接部靱性が低下するので添加量を0.02%以上0.15%以下に限定した。

Siは溶鋼中の脱酸を促進し、しかも固溶体強化による強度上昇の効果を期待できる元素であるので0.01%以上添加するが、溶接部にしばしば高炭素マルテンサイトを発生させ、溶接部靱性を劣化させる傾向が大きいので0.3%を上限とした。

Mnは母材の低温靱性を改善させる元素として有効であるので下限は0.5%としたが、過剰に添加すると溶接部の硬度を上昇させ冷間割れ性を増大させ、また溶接部靱性の低下も招来するので、この発明では2.0%を上限とした。

Alは良く知られているように強力な脱酸剤であり、また結晶粒の微細化にも効果的に機能するので、基本成分の一補として不可欠な元素であるが、過剰に添加すると材質に有害であるアルミナクラ

スターを形成するため上限として0.1%を設定した。

本発明においては適量のTiおよびNの添加は必須である。TiおよびNは鋼材中でTiN化合物を形成し、適当に分散したTiN析出物はオーステナイト結晶粒の粗大化抑制の機能を有するからである。添加Ti量が0.005%未満ではこの効果を期待しにくく、また0.030%を超過すると、オーステナイト結晶粒粗大化防止に無効であるのみならず、材質、特に溶接部靱性に有害であるような粗大なTiN化合物生成の傾向が顕著になるので、0.030%を上限とした。

添加する量から明らかなようにNはTiNを形成するのに必要かつ十分な量に制御することが必要であるが製鋼作業におけるバラッキも考慮して添加範囲を $(0.2 \sim 0.5) \times Ti\%$ とした。

Vは通常は析出強化元素として活用されるが、本発明の趣旨ではむしろ焼入性向上の観点から必要であれば添加する。過剰添加は、母材の脆性破壊伝播停止特性および溶接部靱性を劣化するので

0.2%以下に制限した。

Nbは熱間圧延時のオーステナイト結晶粒の微細化に有効であるが、溶接熱影響部を硬化させ結果的には靱性劣化を惹起するので、0.08%以下の添加量に制限した。

Cr、Moはいずれも焼入性および母材の強化の観点では適量の使用は有効であるが、焼入性向上機能はまた溶接部を著しく硬化させるので、Crについては1.0%、Moについては0.5%をその上限とした。

Niは母材の脆性破壊伝播停止特性を著しく向上させる元素として知られているが、前記したように、溶接部の硬度上昇をもたらす、溶接部靱性を低下させること、および本発明の趣旨から添加する場合であっても高々1.5%とした。

Cuは固溶体強化元素として必要とあれば添加することが可能であるが過量添加は母材、溶接部靱性の劣化、また熱間脆性の誘発の恐れがあり0.5%以下に制限した。

以上の各元素の個々の添加量の他に本発明にお

を得ることは必要条件である。本発明に該当する鋼材の化学成分は低炭素当量であってこれは A_{r3} 変態点が相対的に高いことを意味する。したがって、圧延終了後のオーステナイト結晶粒の細粒化を計るために900℃以下での圧下量を30%以上確保することを必須条件とする。ただし圧延仕上温度は A_{r3} 以上とし、初析フェライトの析出を抑制しなければならない。

鋼の含有成分量を上記の範囲に制御し、かつ炭素当量を0.40%以下に制限することにより、当該鋼を A_{r3} 点以上1150℃以下に加熱した後、 A_{r3} 点以上で熱間圧延を施し、圧延後空气中に放冷することによって得られる主たる金属組織は厚板材相当の鋼材厚みの場合にはフェライトとパーライトの混合組織が主体である。しかるに本発明においては A_{r3} 点以上で熱間圧延した後、 A_{r3} 点以上の温度から空冷以上の冷却速度で強制的に冷却し、主たる組織をフェライトと微細に分散したマルテンサイトの混合組織にし、かつフェライト中には微細な析出物の析出を可能な限り抑制する

いては $\left\{ C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \right\}$ (以後、

本発明では炭素当量と呼ぶ)の値が0.40%以下になることを必須条件としている。炭素当量が0.40%を超えると、溶接部の硬度、特に前記入熱が比較的小さい場合の硬度が著しく高くなり、溶接部靱性、とりわけ脆性破壊発生特性の指標である限界COD値の低下がより顕著になるので上限値として0.40%を設定した。

次に製造条件の限定理由について記述する。

熱間圧延前に鋼片または鋼片を A_{c3} 点以上に加熱するのは鋼片または鋼片を全体に一様にオーステナイト化するためであって、圧延後に所要の機械的特性値を得るには不可欠である。加熱温度を1150℃以下に制限することによって、必須元素として添加されているTiおよびNの効能と相まって圧延前のオーステナイト結晶粒を細粒にかつ整粒に保つことが可能であるとの理由により加熱温度に上限を設定した。特に、得れた脆性破壊停止特性を得るには、整粒のオーステナイト結晶粒

ことを特徴とするものである。

本発明者は鋼材の脆性破壊伝播停止特性を支配する冶金因子として、従来から知られている結晶粒の微細化とNiの添加の他に、微細析出物の少ないフェライトと微細分散したマルテンサイトの混合組織を生成させることによって脆性破壊生成表面エネルギーの増加をはかることができることを発見したものであり、この事実が本発明の根幹をなすものである。脆性破壊を停止させるには、進展する脆性亀裂の有する運動エネルギーを吸収する必要があるが、本発明者は詳細な実験と観察を基にして、既存技術の他にさらに2種の方策によって、脆性破壊生成表面エネルギーの増加が可能であることを見出した。即ち、その第一の要点は脆性破壊がフェライト結晶粒を越えて隣接する結晶粒に伝播する際結晶粒界にはティファリッジと呼ばれる延性破壊部分が形成されるが、そのティファリッジの塑性変形能を上昇させる方法である。そのためには塑性変形能の大きい、フェライト結晶粒を確保する必要がある。その最も効果的な方

法が圧延後の急冷である。圧延後の冷却速度が空冷程度の場合には粒内に無数の炭化物等が析出し、あるいは集合体を形成する結果、フェライト結晶粒の塑性変形能は著しく低下する。

第2の要点はフェライトと微細分散したマルテンサイトによって高い加工硬化係数を得ることができ、このことは塑性変形の局在化を抑制し、これはティアリッジの塑性変形能を増加させる効果を有し結果的には、脆性破壊生成エネルギーの増加に寄与するものである。第1点および第2点の技術思想は相互に独立したものであるが本発明の製造法に従えば両方の効果を同時に活用でき、脆性破壊伝播停止特性の大幅な向上が可能なのである。

従来技術においては、微細分散したマルテンサイトは広義の意味で靱性に悪影響を与えると考えられてきたが、本発明においては、その悪影響がでない理由を説明する。靱性に対する、微細分散したマルテンサイトの悪影響は主として従来は溶接部において知られた現象であり、その解析が行

なわれてきた。オーステナイト組織域から急速に冷却する場合、主として含有する化学成分によって決まるマルテンサイト変態開始温度以下でマルテンサイトが形成されるが、生成したマルテンサイトは体積膨張を伴うために隣接したフェライトに転位が導入される。この事実は透過型電子顕微鏡観察によって本発明者は確認している。しかるにこのような転位が導入された後もさらに急速に冷却を続けることにより鋼中に固溶する炭素あるいは窒素等が導入された転位に拡散し、固溶する確率は小さくなる。従って室温以下にまで急冷を続けた場合には微細分散したマルテンサイトが形成されるもののそれに隣接している塑性変形能に乏んだフェライト粒内に自由な転位が隣接していることが特徴である。この事実はたとえ微細分散したマルテンサイトが脆く、外力によって破壊したとしても隣接する自由転位の移動によって、それが脆性破壊発生の源となるグリフィス亀裂として働かきにくいことを意味している。事実、同一成分の鋼材を、本発明に従って製造した場合と圧

延後に急冷した場合（組織はフェライト・パーライト相）とにおける、脆性破壊発生特性は殆んど優劣の差はない。COD値についてはむしろ本発明法になる鋼材の方がやや優れてさえいる。この結果を図1図に示す。他方、溶接部に生成される微細なマルテンサイトはマルテンサイト変態後も徐冷されることおよびマルテンサイトに隣接する金剛組織が多くの場合靱性の低い、上部ペーナイトであって、脆弱なマルテンサイトがグリフィス亀裂として作用する可能性が大きく、結果としてシャルピー試験あるいはCOD試験等で評価される靱性値を低下させるものと考えられる。

以上詳細に述べてきた本発明の技術思想に基づき製造した鋼材の母材の脆性破壊伝播停止特性および溶接部をシミュレートした溶接再現熱サイクルを施した場合の脆性破壊発生特性を従来法との比較において第1図に示す。脆性破壊伝播停止特性は簡易型のDWTT(Drop Weight Tear Test)を使用し、試験片破面が脆性破面率50%を示す温度をその指標とした。試験片形状は厚み14mm、長

さ180mm、幅45mmであり、深さ5mmのノッチ部は脆性破壊発生を容易にし、かつ逆破面を防止するため、局所的に脆化させている。溶接部における脆性破壊発生特性はBS5762に準拠したCOD試験によって評価した。また溶接再現熱サイクルを施した鋼材のヴィッカース硬度を荷重20kgで測定した。

第1図から明らかなように、本発明による鋼材は2%Ni含有鋼とほぼ同等の脆性破壊伝播停止特性を有し、溶接部についてはその硬度は低く、また溶接部靱性の指標である限界CODは、はるかに低れていることが明らかである。溶接部の硬度が低いことは溶接冷間割れあるいは溶接部の応力腐食割れ特性にも優れていると推えよう。

第 1 表 本発明法と従来法の比較 (wt%)

区 分	鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Ti	V	Nb	Cr	N	1)	2)	3)	4)	
本発明法	A	0.067	0.10	1.75	0.001	0.002	—	0.015	0.013	—	—	—	0.0045	0.354	1000℃加熱、900℃以下の冷却 率50%圧延後水冷	-130	160	0.7以上
従来法	B	0.064	0.10	1.83	0.001	0.001	2.07	0.019	0.019	—	—	—	0.0056	0.503	1000℃加熱、900℃以下の冷却 率50%圧延後水冷	-152	218	0.05
本発明法	C	0.070	0.10	1.71	0.003	0.002	—	0.017	0.015	0.045	—	—	0.0048	0.364	1000℃加熱、900℃以下の冷却 率50%圧延後水冷	-135	179	0.7以上
従来法	D	0.070	0.10	1.71	0.003	0.002	—	0.017	0.015	0.045	—	—	0.0048	0.364	1000℃加熱、900℃以下の冷却 率50%圧延後水冷	-72	179	0.7以上
従来法	E	0.070	0.10	1.71	0.003	0.002	—	0.017	0.015	0.045	—	—	0.0048	0.364	1250℃加熱、900℃以下の冷却 率10%圧延後水冷	-85	179	0.7以上
本発明法	F	0.063	0.11	1.51	0.001	0.001	—	0.015	0.019	—	0.017	0.31	0.0056	0.376	1050℃加熱、900℃以下の冷却 率60%圧延後水冷	-143	182	0.55
従来法	G	0.063	0.11	1.51	0.001	0.001	2.05	0.015	0.019	—	0.017	0.31	0.0061	0.513	1050℃加熱、900℃以下の冷却 率60%圧延後水冷、さび防止処理済	-85	182	0.55
従来法	H	0.072	0.30	1.05	0.001	0.002	—	0.030	0.015	—	0.020	—	0.062	0.247	1000℃加熱、900℃以下の冷却 率60%圧延後水冷	-60	152	0.7以上

1) 炭素当量 = $C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ 2) T_c : 簡易DWTTを用いて測定した50%脆性破壊遷移温度3) $H_v(20)$: 溶接再熱サイクル後において、印入熱3.4 kJ/cm(最高温度1400℃)を与えた後に荷重20kgで測定したビッカース硬度4) δ_{COD} : 溶接再熱サイクル後において相当入熱3.4 kJ/cm(最高温度1400℃)を与えた後、BS5762に準拠して-50℃で測定した限界COD値

なお本発明は主として脆性破壊伝播停止特性について記述してきたが、母材の延性値が大きいことは主としてガスラインパイプで問題となる不安定延性破壊の抑制にも有効に機能にするものである。不安定延性破壊とDWTTでの吸収エネルギーには相関のあることが知られているが、本発明法による鋼材の方が従来法によるそれより高い吸収エネルギーを示しているからである。

本発明においては溶接部については脆性破壊発生特性を主たる対象としているが溶接法あるいはその後の熱処理に工夫をこらして溶接部における脆性破壊伝播停止特性の向上に本発明の技術思想を活用することも可能である。

以上記述した事実は主として鋼板についてであったが、本発明の要件を満足していれば、鋼材の形状、寸法については何等制約を与えるものではない。

4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明による鋼材の脆性破壊発生を従来法によって製造した鋼材のそれと比較した図で

ある。図において○印は vT_{50} (シャルピー試験における50%破壊遷移温度)、●印は $T_{\delta 0.2}$ (COD試験において限界CODが0.2 mmを示す遷移温度。COD試験はBS5762に準拠)である。

特許出願人 新日本製鐵株式会社

代理人 大 関 和 夫



第 1 図

